

Aplicación de los mapas de procesado en la optimización de los parámetros de un proceso de conformado en caliente^(*)

II parte. Mapas de procesado de un acero microaleado con un contenido medio de carbono

A. Al Omar^(*), J.M. Cabrera^(*) y J.M. Prado^(*)

Resumen En la I parte de este trabajo, se presentó, a modo de revisión, las características generales del llamado Modelo Dinámico de Materiales mediante el cual se determinan los mapas de procesado. En esta II parte, siguiendo la metodología descrita en la I parte, se desarrollan los mapas de procesado de un acero microaleado de contenido medio de carbono en el intervalo de temperaturas 900-1.150 °C y de velocidades de deformación $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ -10 s⁻¹. El análisis de los mapas indica que el acero estudiado sufre recrystalización dinámica, con un máximo de eficiencia del 33 %, en el dominio situado a 1.150 °C y 10 s⁻¹ y restauración dinámica en el entorno de 900 °C y 0,1 s⁻¹.

Palabras clave: Conformado en caliente. Acero microaleado. Mapas de procesado. Recrystalización dinámica. Restauración dinámica.

Application of processing maps in the optimization of the parameters of a hot working process

Part 2. Processing maps of a microalloyed medium carbon steel

Abstract Part 1 of this work presents a revision of the general characteristics of the so called dynamic materials model on which processing maps are developed. In this part following the methodology described in part 1, processing maps of a microalloyed medium carbon steel are developed over a temperature range varying from 900 to 1.150 °C at different true strain rates ranging from 10⁻⁴ to 10 s⁻¹. The analysis of these maps revealed a domain of dynamic recrystallization centred at about 1.150 °C and strain rate 10 s⁻¹ and a domain of dynamic recovery centred at 900 °C and 0,1 s⁻¹.

Keywords: Hot working. Microalloyed steel. Processing maps. Dynamic recrystallization. Dynamic recovery.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros microaleados constituyen uno de los avances metalúrgicos más importantes de las últimas décadas. Se pueden describir como aceros al C-Mn con concentraciones inferiores a 0,15 % Nb, Ti, V o Al, adicionados de forma individual o combinada. Estos microaleantes, a causa de la gran afinidad que tienen por el carbono y por el nitrógeno, pueden precipitar en forma de carbonitruros, carbu-

ros y nitruros dispersados en la matriz ferrítica, teniendo, de hecho, un gran poder endurecedor. Por este motivo, la composición química (tipo y cantidad del elemento microaleante) y las condiciones de operación del tratamiento termomecánico, determinan las propiedades mecánicas y la microestructura de dichos aceros directamente al final de las operaciones de conformado. Los aceros microaleados alcanzan características mecánicas tales que permiten eliminar prácticamente los tratamientos de temple y revenido. Por consiguiente, el empleo de estos aceros, especialmente los de contenido medio de carbono, permite reducir los costes de fabricación de piezas forjadas en aproximadamente un 15-25 % en función del tipo de pieza.

^(*) Trabajo recibido el día 12 de julio de 1996.
^(*) Dpto. de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Universidad Politécnica de Cataluña. Avda. Diagonal, 647. 08028-Barcelona (España).

Los aceros microaleados con contenido medio de carbono se utilizan ya de forma restringida en la elaboración de componentes mecánicos en la industria de la automoción (1 y 2). El que este tipo de aceros pueda emplearse con mayor generalidad depende de que se optimice tanto su composición química como los parámetros del proceso de forja, de manera que se mejoren las propiedades mecánicas. Para conseguir esta meta industrial es necesario profundizar en el conocimiento de los fenómenos físico-mecánicos que tienen lugar durante la deformación plástica de este material. Desde este punto de vista, la determinación de los mapas de procesado es de una gran importancia.

Como se ha comentado en la I parte de este trabajo, la base para la construcción de los mapas de procesado es el llamado “modelo dinámico de materiales” desarrollado por Prasad y col. (3 y 4) y revisado por Gegel y col. (5 y 6) y Alexander (7). Cabe recordar que, en este modelo, la pieza conformada a alta temperatura se considera como la única parte del sistema capaz de disipar energía. A una velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, dada la energía total disipada, P , consta de dos partes que en la terminología de la modelización de sistemas (8) se representa por la suma de dos integrales:

$$P = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma \cdot d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} \cdot d\sigma = G + J \quad [1]$$

donde σ es la tensión de fluencia, G es el contenido disipador y J es la función complementaria de G .

En cada instante, la disipación de energía ocurre mediante un aumento de temperatura (el contenido G) y un cambio microestructural (el co-contenido J). La partición de energía entre los dos se decide mediante el coeficiente m de sensibilidad a la velocidad de deformación de la tensión de fluencia definido como $m = (\partial \log \sigma / \partial \log \dot{\epsilon})_{\epsilon, T}$. A una temperatura y una deformación dada, el co-contenido disipador J viene dado por (3 y 4):

$$J = \frac{m \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}}{m + 1} \quad [2]$$

El co-contenido disipador del material (en general un disipador no lineal) puede normalizarse por el de un disipador lineal, esto es cuando $m = 1$ y, por tanto, $J_{\text{máx}} = J_{m=1} = (\sigma \cdot \dot{\epsilon}) / 2$. Así, es posible definir un parámetro adimensional llamado eficien-

cia de disipación de energía, η , a través de proceso: metalúrgicos (ec. [3]).

$$\eta = \frac{J}{J_{\text{máx}}} = \frac{2m}{m + 1} \quad [3]$$

La variación de η con T y con $\dot{\epsilon}$, generalmente expresada en tanto por ciento, constituye un mapa de procesado en el que los diferentes dominios observados pueden correlacionarse con mecanismos microestructurales específicos.

El modelo dinámico de materiales se basa en los principios de la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica a grandes deformaciones descrita por Ziegler (9). Kumar (10) y Prasad (4) desarrollaron un criterio continuo combinando estos principios con los de la separabilidad de la disipación de energía y mostraron que, en un proceso de conformado en caliente, la inestabilidad plástica ocurre cuando:

$$\xi(\dot{\epsilon}, T) = \frac{\partial \ln [m/m + 1]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad [4]$$

La variación de ξ con T y con $\dot{\epsilon}$, constituye otro mapa de procesado, el de inestabilidad, que puede ser superpuesto sobre el mapa de disipación de energía. El mapa de inestabilidad delinea las regiones donde el parámetro ξ es negativo y, por tanto, delimita las zonas a evitar en el proceso de conformación.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Como aleación de estudio se escogió un acero comercial microaleado con contenido medio de carbono especialmente destinado al sector de forja de componentes de automoción. Los elementos microaleantes son vanadio, titanio y aluminio y su composición química se indica en la tabla I.

Para estudiar su comportamiento a fluencia se realizaron ensayos de compresión uniaxial a velocidades de deformación verdadera, $\dot{\epsilon}$, constantes. Los ensayos se efectuaron a temperaturas que oscilaron entre 1.150 y 900 °C a incrementos de 50 °C, y en un intervalo de velocidades de deformación que varió entre 10^{-4} y 10^{-1} s⁻¹. Se usaron tres sistemas de ensayos: un equipo electromecánico (UPC, Barcelona) para ensayos a $\dot{\epsilon} < 0,3$ s⁻¹, un equipc

TABLA I.— Composición química del acero estudiado, % en peso.

TABLE I.— Chemical compositionn of the studied steel, weight %

C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Al	N _{ppm}
0,34	1,52	0,72	0,025	0,025	0,083	0,0184	0,0145	114

servohidráulico (McGill, Montreal) para $\dot{\epsilon} = 1$ y 3 s^{-1} y, finalmente, un plastómetro por leva (Canmet, Ottawa) para $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$.

Las probetas ensayadas eran cilíndricas (su eje era paralelo al de laminación) de 11,4 mm de altura y 7,6 mm de radio. Con estas dimensiones se conseguía minimizar los prácticamente inevitables problemas de abarrilamiento y pandeo. Las probetas se austenizaban durante 5 min. a 1.200°C (la velocidad de calentamiento fue de aproximadamente 1°C s^{-1}) y entonces se enfriaban hasta la temperatura de ensayo a una velocidad de enfriamiento de 2°C s^{-1} aproximadamente. Cada ensayo se prolongó hasta una deformación total de $\epsilon = 1$, excepto en el plastómetro, donde la máxima deformación alcanzada fue de $\epsilon = 0,8$. Detalles adicionales sobre la realización de los ensayos pueden encontrarse en las referencias (11 y 12).

El examen de las microestructuras y la determinación del tamaño de grano austenítico final se efectuó sobre las probetas templadas en agua una vez acabado el ensayo. Tras desbaste y pulido, las muestras se sometieron a ataque químico (solución saturada de ácido pícrico) para revelar los bordes de grano austenítico. Para la medición del tamaño de grano se utilizó un analizador de imágenes computarizado. Se determinó el área y el diámetro equivalente de cada grano (una media de 300 granos por cada ensayo), obteniéndose de este modo las correspondientes distribuciones de tamaño de grano.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Las curvas de fluencia obtenidas en este trabajo (ver una selección de las mismas en la Fig. 1) tienen la forma habitualmente observada en materiales que sufren restauración y recrystalización dinámicas: la tensión aumenta muy rápidamente (endurecimiento por deformación del material) hasta alcanzar un máximo después del cual decrece de manera monótona o con oscilaciones, a causa de la recrystalización dinámica de pico simple o cíclica. En algunas situaciones (a $\dot{\epsilon}$ altas y T bajas) apenas se apreció ablandamiento posterior a la tensión máxima, poniéndose de relieve que el único mecanismo de ablandamiento actuante entonces era la restauración dinámica. Por otra parte, se observó que a T constante, la tensión máxima, σ_p , y su deformación asociada, ϵ_p , aumentaban con $\dot{\epsilon}$. También se constató que σ_p y ϵ_p disminuyen cuando T aumenta y $\dot{\epsilon}$ se mantiene constante. En otras palabras, y por lo que a las características mecánicas se refiere, el efecto de disminuir T es equivalente al de aumentar $\dot{\epsilon}$ en un cierto rango de temperaturas.

Con objeto de detectar si hubo interacción entre la recrystalización y la precipitación dinámicas, se representaron las variaciones de ϵ_p con $\dot{\epsilon}$ a todas las

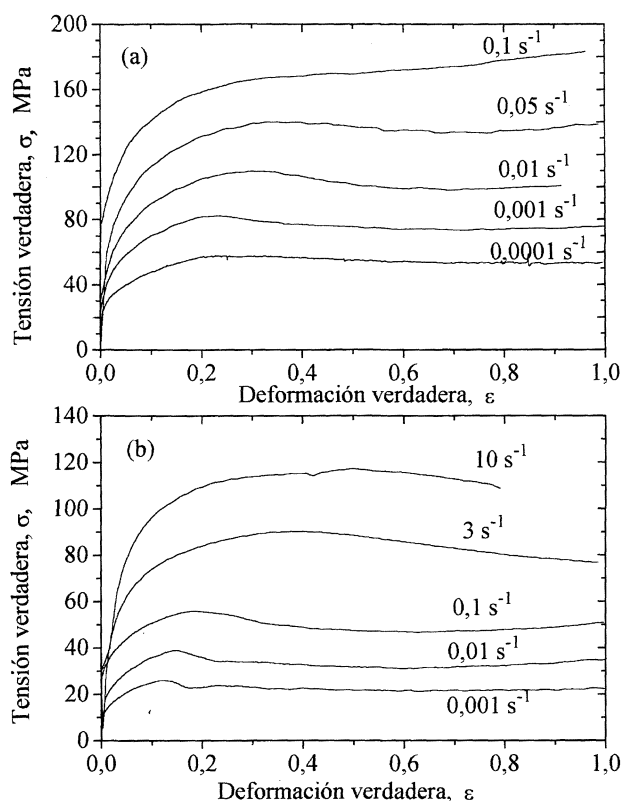


FIG. 1.— Curvas de fluencia del acero estudiado. a) 900°C y b) 1.150°C .

FIG. 1.— Flow curves of the studied steel. a) 900°C and b) 1.150°C .

temperaturas ensayadas, tal y como se indica en la figura 2. En ausencia de precipitación dinámica, ϵ_p tiende a disminuir cuando $\dot{\epsilon}$ decrece. Del mismo modo, cuando disminuye T es necesaria mayor deformación para provocar recrystalización

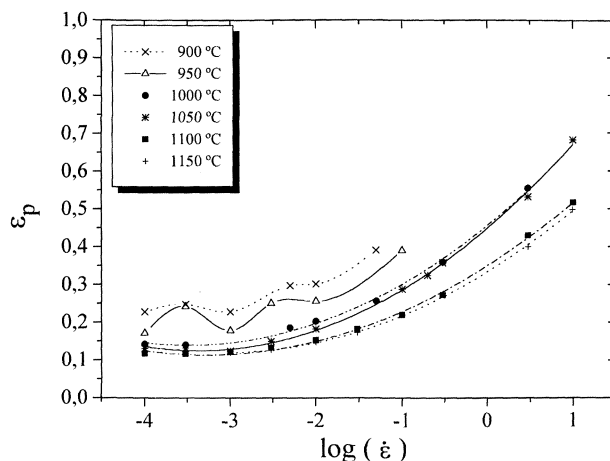


FIG. 2.— Variación de la deformación de pico, ϵ_p , con la velocidad de deformación a diferentes temperaturas.

FIG. 2.— Variation of peak strain, ϵ_p , with strain rate at different temperatures.

dinámica, por ej., mayor ϵ_p . En especial, las curvas ϵ_p frente a $\dot{\epsilon}$ correspondientes a temperaturas relativamente altas ($> 1.000^\circ\text{C}$) muestran una variación monótona, queriendo indicar que no está ocurriendo precipitación dinámica o que es tan débil que no puede retrasar la recrystalización dinámica. No sucede lo mismo con las curvas de inferior temperatura, sobre todo a $\dot{\epsilon}$ intermedias y bajas, donde parecen observarse unas ondulaciones, claro indicio de interacción entre la precipitación y la recrystalización dinámicas. Dicho fenómeno es, en todo caso, muy débil como ha sido indicado en relación con los aceros microaleados con vanadio, titanio y aluminio, con bajo contenido de carbono (HSLA) (13-15). En lo que sigue, por lo tanto, tal efecto no será tenido en cuenta.

Los mapas de disipación de energía se determinaron tomando como base los datos experimentales de fluencia en un amplio rango de temperaturas y velocidades de deformación, usando los principios del modelo dinámico de materiales (3-7). Las curvas $\log(\sigma)$ frente a $\log \dot{\epsilon}$ se ajustaron a un polinomio de segundo grado, y el coeficiente de sensibili-

dad a la velocidad de deformación, m , se determinó a partir de la pendiente de la curva en cada punto.

En la figura 3 se representan los mapas de contornos de isoeficiencia de disipación de energía del acero estudiado obtenidos a deformaciones de 0,2, 0,4 y 0,6. Los citados mapas varían notablemente con la deformación y a medida que ésta aumenta van apareciendo nuevos dominios. Esto quiere decir que la deformación afecta sensiblemente a los mapas de procesado obtenidos, lo cual es lógico, ya que diferentes mecanismos de ablandamiento actúan a distintas combinaciones de T y $\dot{\epsilon}$.

La variación del parámetro de inestabilidad, ζ , con T y $\dot{\epsilon}$ a deformaciones de 0,2, 0,4 y 0,6 se representa en la figura 4. Como ya se comentó, las regiones del mapa donde el parámetro ζ es negativo se consideran como regiones inestables de fluencia (4, 16 y 17), y no se recomiendan para la conformación. Observando la evolución de los mapas de inestabilidad con la deformación es interesante hacer notar que en los dominios caracterizados por un pico de eficiencia en los mapas de la figura 3, el parámetro de inestabilidad ζ toma usualmente sus valores máximos. Por contra, en los dominios

Mapa tridimensional de disipación de energía para $\epsilon = 0.2$

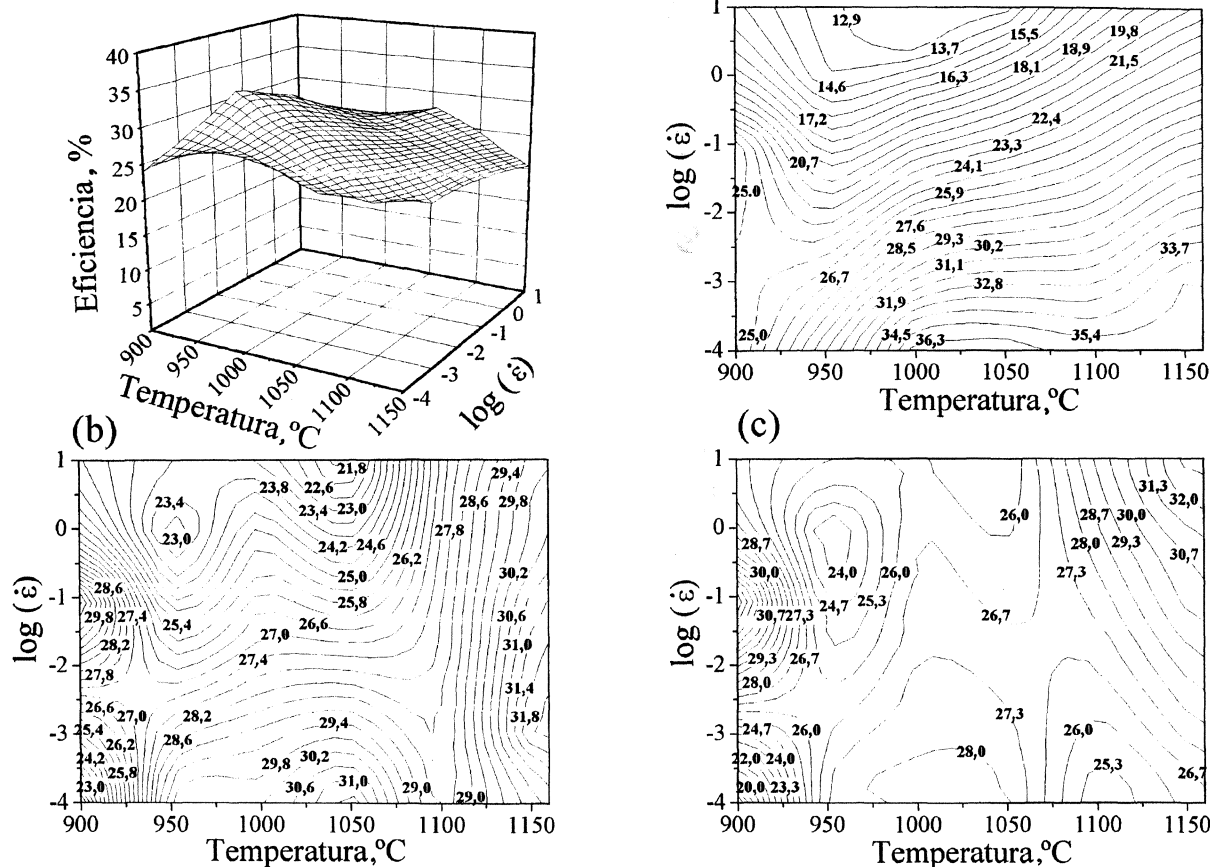


FIG. 3.— Mapas de disipación de energía obtenidos a deformaciones de: a) 0,2, b) 0,4 y c) 0,6.

FIG. 3.— Power dissipation maps obtained at strains: a) 0.2, b) 0.4 and c) 0.6.

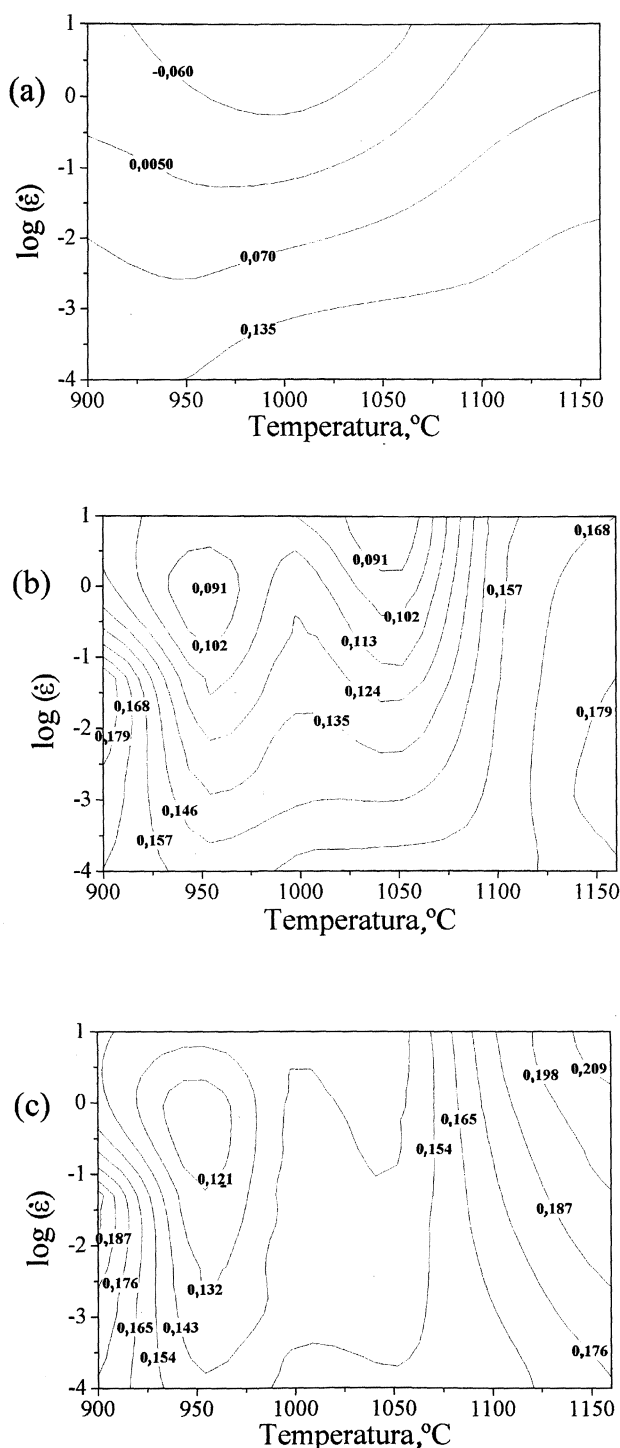


FIG. 4.— Mapas de contornos del parámetro de inestabilidad a las deformaciones. a) 0,2, b) 0,4 y c) 0,6.

FIG. 4.— Contours maps showing the variation of the instability parameter at strains. a) 0.2, b) 0.4 and c) 0.6.

caracterizados por un mínimo de eficiencia, alcanza sus valores mínimos. En el mapa de inestabilidad correspondiente a la deformación $\epsilon = 0,6$ se aprecia que el dominio de T y $\dot{\epsilon}$ altas es la zona más estable de todo el mapa.

4. DISCUSIÓN

En los mapas de procesado del acero estudiado, y de acuerdo con los mapas de Raj (18), los procesos de restauración y recrystalización dinámicas se caracterizan por dominios de picos de eficiencia inferiores a 50 % (4 y 5). Mientras los mapas de Raj proporcionan visiones generales, la interpretación de los diferentes dominios que aparecen en los mapas de eficiencia debe validarse mediante observaciones microestructurales. En el presente trabajo se usarán como tales la variación del tamaño de grano recrystalizado, las deformaciones necesarias para completar un ciclo de recrystalización y el grado de ablandamiento obtenido después de la tensión máxima. Recuérdese que una de las características prominentes de las curvas de fluencia asociada con la recrystalización dinámica (Fig. 5) es la existencia de un pico de tensión, σ_p , con una deformación asociada, ϵ_p , que es una indicación de la deformación crítica necesaria para el inicio de la recrystalización dinámica (19). La deformación para completar la recrystalización ϵ_x es también un parámetro usual en la descripción de la recrystalización dinámica. En este trabajo, se definirá la deformación, ϵ_r , requerida para un ciclo entero de recrystalización dinámica como:

$$\epsilon_r = \epsilon_x - \epsilon_p \quad [5]$$

Además, el ablandamiento de fluencia adicional causado por la recrystalización dinámica, después de alcanzar la tensión de pico, puede caracterizarse por la relación siguiente:

$$X = 100 \frac{\sigma_p - \sigma_{ss}}{\sigma_p} \quad [6]$$

donde σ_{ss} es la tensión de estado estable.

La dependencia del tamaño de grano recrystalizado, la deformación ϵ_r y el grado de ablandamiento X con T y $\dot{\epsilon}$ se muestra en las figuras 6, 7 y 8 respectivamente y se utilizarán en la presente discusión como medio de validación de las conclusiones derivadas del análisis de los mapas de procesado (Figs. 3 y 4).

Los mapas de eficiencia del acero estudiado, obtenidos a deformaciones 0,2, 0,4 y 0,6, y representados en la figura 3, exhiben las características siguientes (11 y 20):

- En el mapa de eficiencia energética correspondiente a la deformación 0,2 (Fig. 3a), sólo se aprecia un dominio con un máximo de eficiencia de aproximadamente 36 % extendido sobre el rango de temperaturas de 1.000 a 1.075 °C y velocidad de deformación de 10^{-4} s^{-1} . La

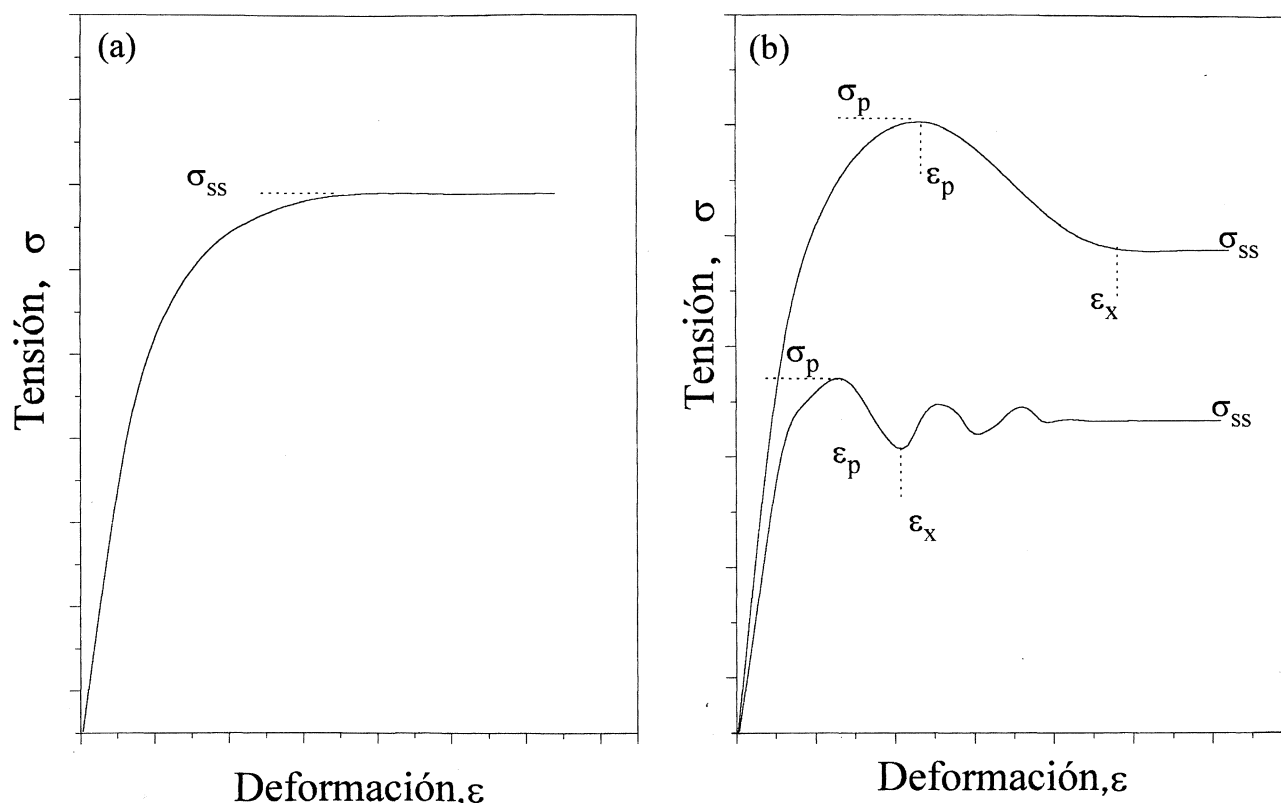


FIG. 5.— Representación esquemática de las curvas de fluencia en conformado en caliente a velocidad de deformación constante. a) Ablandamiento por restauración dinámica. b) Ablandamiento por restauración dinámica + recrystalización dinámica.

FIG. 5.— Schematic representation of the flow curves under hot forming conditions at constant true strain rate. a) Softening by dynamic recovery. b) Softening by dynamic recovery + dynamic recrystallization.

observación de las curvas de fluencia (11) muestra que a $\epsilon = 0,2$ sólo tiene lugar la recrystalización cíclica cuando la deformación se efectúa a $\dot{\epsilon}$ bajas y T altas. La restauración dinámica, como único mecanismo de deformación está por venir

y la recrystalización dinámica de pico simple todavía no ha empezado para otras combinaciones de T y $\dot{\epsilon}$. Por consiguiente, el dominio en consideración corresponde a recrystalización dinámica cíclica. Esta interpretación se confirma en el mapa de la variación del tamaño de grano

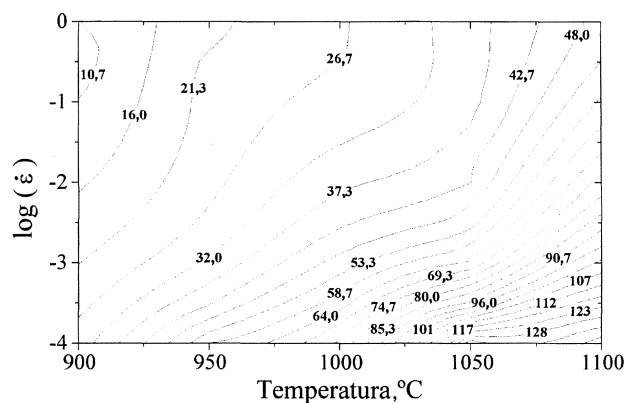


FIG. 6.— Isoléneas de tamaño de grano recrystalizado en función de la temperatura y velocidad de deformación.

FIG. 6.— Contour map representing the variation of recrystallized grain size with strain rate and temperature.

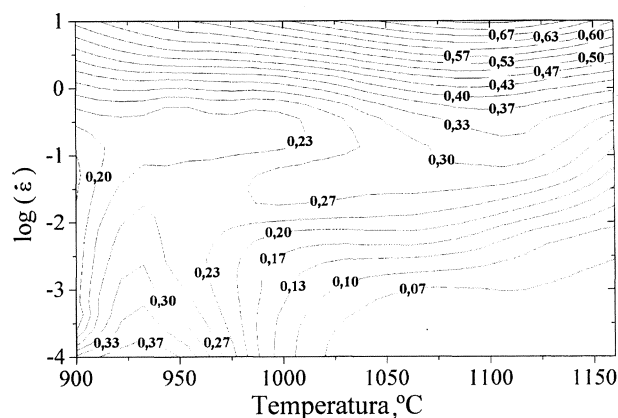


FIG. 7.— Isoléneas de ϵ_r en función de la temperatura y velocidad de deformación.

FIG. 7.— Contour map representing the variation of ϵ_r with strain rate and temperature.

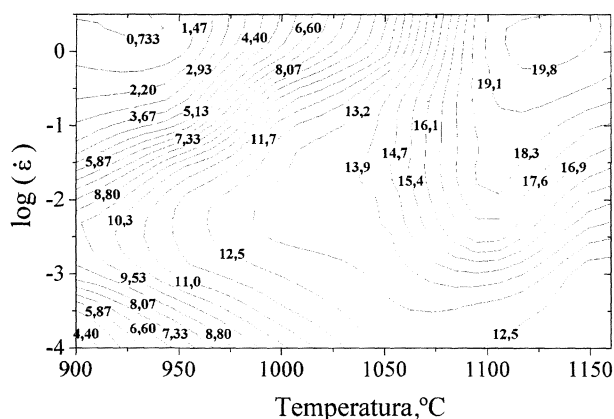


FIG. 8.— Isolíneas del grado de ablandamiento en función de la temperatura y velocidad de deformación.

FIG. 8.— Contour map representing the variation of degree of softening with strain rate and temperature.

deformado (Fig. 6), donde se observa que en el área considerada está teniendo lugar crecimiento de grano respecto al tamaño inicial ($d_0 = 80 \mu\text{m}$), y es bien conocido y aceptado que la recrystalización cíclica está asociada a tal crecimiento (19).

- A altas deformaciones (0,4 y 0,6), los mapas de contornos de isoeficiencia energética cambian de aspecto (Fig. 3b y 3c). A $\epsilon = 0,4$, el dominio inicial de la recrystalización se divide en dos, uno centrado en 1.050°C y 10^{-4} s^{-1} y otro en 1.150°C y $0,002 \text{ s}^{-1}$ extendido hacia $\dot{\epsilon}$ altas. El primer dominio es lo que queda del área de recrystalización cíclica anteriormente comentado, mientras que el segundo corresponde al nuevo campo de la recrystalización dinámica de pico simple. Esto se entiende mejor observando el mapa correspondiente a $\epsilon = 0,6$ (Fig. 3c), que es aproximadamente la deformación correspondiente a fluencia de estado estable. Ahora, el nuevo dominio se ha trasladado hacia altas velocidades de deformación (10 s^{-1} y 1.150°C) y el dominio de la recrystalización dinámica cíclica ha desaparecido prácticamente, como en ambos casos era de esperar. Esta correlación se confirma mediante las tres observaciones siguientes:

- a) Las curvas de fluencia obtenidas con diferentes combinaciones de T y $\dot{\epsilon}$ en este segundo dominio muestran claramente un ablandamiento continuo con un comportamiento de pico simple (Fig. 1b). En estos ensayos, el estado estable se alcanza a mayores deformaciones ($\epsilon > 0,8$).
- b) El mapa de contorno que representa la variación de los tamaños de grano finales con T y

$\dot{\epsilon}$ (Fig. 6) muestra que hubo afino de grano en este dominio ($d_0 = 80 \mu\text{m}$). Esta observación es típica de los procesos de recrystalización dinámica de pico simple (19).

- c) El mapa de contorno que representa la variación con T y $\dot{\epsilon}$ de la deformación necesaria para completar un ciclo de recrystalización (Fig. 7) muestra que ϵ_r alcanza sus valores máximos en el dominio de recrystalización dinámica de pico simple. Además, los valores mínimos de ϵ_r se alcanzan en el dominio interpretado como manifestación de la recrystalización dinámica cíclica. También, y para adicional confirmación, la variación del grado de ablandamiento X con T y $\dot{\epsilon}$, representada en la figura 8, indica que altos grados de ablandamiento se alcanzan en el segundo dominio, el cual representa la recrystalización dinámica de pico simple.
- Un tercer dominio se observa en los mapas de eficiencia correspondientes a las deformaciones de $\epsilon = 0,4$ y $0,6$ (Fig. 3b y 3c). Este dominio está centrado en 900°C y $0,1 \text{ s}^{-1}$ y se extiende principalmente hacia $\dot{\epsilon}$ altas. Es de esperar que la restauración dinámica actúe a T bajas y $\dot{\epsilon}$ intermedias o altas. Las curvas de fluencia dentro de este dominio, tal como se ve en la figura 1a, son típicas de ablandamiento por restauración dinámica. En la figura 6 se aprecia que en este dominio tiene lugar un fuerte afino de grano, aun en ausencia de recrystalización dinámica, lo que puede atribuirse a fenómenos de recrystalización metadinámica y/o estática. Adicionalmente, la variación de ϵ_r (Fig. 7) y X (Fig. 8) con T y $\dot{\epsilon}$ muestra que sus valores mínimos se alcanzan en este dominio, lo que confirma que este tercer dominio corresponde a la restauración dinámica.

En el mapa de variación del parámetro de inestabilidad ζ con T y $\dot{\epsilon}$ correspondiente a $\epsilon = 0,2$ aparece un dominio con valores negativos de ζ (Fig. 4a) a T bajas e intermedias y a $\dot{\epsilon}$ altas. Ello supondría que este dominio es una zona de inestabilidad microestructural (aparición de grietas, bandas de deformación, etc.) (4, 16 y 17). Puesto que las observaciones microestructurales mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (11) no evidenciaron ninguna inestabilidad mecánica, puede argumentarse que la inestabilidad que predicen estos mapas se debe al efecto térmico o calentamiento adiabático, el cual no fue corregido en las curvas experimentales.

Los mapas de inestabilidad (Fig. 4) indican, finalmente, que las regiones donde se predice la aparición de los procesos de restauración y recrystalización dinámicas son las regiones más estables. En estas regiones, el parámetro ζ toma valores

positivos y alcanza sus máximos en los dominios representativos de la recrystalización dinámica de pico simple, lo cual es consistente con que tales regiones son las más seguras de los mapas de procesado.

5. CONCLUSIONES

- La precipitación dinámica del acero estudiado tiene lugar en el rango inferior de temperaturas, aunque en todo caso es muy débil y no parece necesario considerar su efecto.
- Se han determinado los mapas de procesado del acero estudiado. Se han observado los diferentes dominios que representan los fenómenos de la restauración y la recrystalización dinámica. A medida que aumenta la deformación, los mapas de disipación de energía evolucionan y cambian su aspecto.
- La determinación del dominio de la recrystalización dinámica es importante en la optimización de la conformabilidad intrínseca, puesto que tal mecanismo de ablandamiento es el más eficiente dentro de la región segura de procesado a la hora de reconstituir la microestructura. Por consiguiente, el dominio de la recrystalización dinámica pone los límites para el control de los parámetros del proceso de conformado. Para el acero estudiado y a deformación $\epsilon = 0,6$, el dominio de la recrystalización dinámica está centrado a $1.150\text{ }^{\circ}\text{C}$ y 10 s^{-1} con una eficiencia de 33 % mientras que el de la restauración dinámica está centrado a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $0,1\text{ s}^{-1}$.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la CICYT (España) la financiación económica mediante el proyecto (MAT 94-0433). Uno de los autores (J.M.C) desea agradecer la concesión de una beca post-doctoral por parte del Comissionat de Recerca i Universitats de la Generalitat de Catalunya (España), la cual

hizo posible su estancia en el DIM-ESIQIE-IPN (México). Finalmente, se agradece la inestimable colaboración de Eva Vaqué (ETSEIB-UPC) en la preparación metalográfica de las muestras.

REFERENCIAS

- (1) NAYLOR, D.J. *Ironmaking Steelmaking*, 16 (4), 1989: 246.
- (2) Proc. Information Day on Microalloyed Engineering Steels, CECA, Düsseldorf (Alemania), 1988.
- (3) PRASAD, Y.V.R.K., GEGEL, H.L., DORAIVELU, S.M., MALAS, J.C., MORGAN, J.T., LARK, K.A. y BARKER, D.R. *Metall. Trans.*, 15A, 1984: 1.883.
- (4) PRASAD, Y.V.R.K. *Indian Technol.*, (28), 1990: 435.
- (5) GEGEL, H.L., MALAS, J.C., DORAIVELU, S.M. y SHENDE, V.A. *Metals Handbook*, ASM, Metals Park, Ohio (EE.UU.) (14), 1987.
- (6) GEGEL, H.L., MALAS, J.C., DORAIVELU, S.M., ALEXANDER, J.M. y GUNASEKERA, J.S. *Adv. Technol. Plasticity*, (11), 1987.
- (7) ALEXANDER, J.M. *Modelling of Hot Deformation of Steel*. Ed. Springer-Verlag. Berlín (Alemania), 1984: 101-115.
- (8) WELLSTEAD, P.E. *Introduction to Physical Systems Modelling*. Ed. Academic Press. Londres (R.U.), 1979.
- (9) ZIEGLER, H. *Progress in solid mechanics*. Ed. Sneddon, I.N. y Hill, R., Nueva York (EE.UU.) (4), 1963.
- (10) KUMAR, A.K.S., M.Sc (Eng) Thesis. Indian Institute of Science, Bangalore (India), 1987.
- (11) AL OMAR, A., Tesis Doctoral. Univ. Politècnica de Catalunya. Barcelona (España), 1996.
- (12) CABRERA, J.M. Tesis Doctoral. Univ. Politècnica de Catalunya, Barcelona (España), 1995.
- (13) AKBEN, M.G., CHANDRA, T., PLASSIARD, P. y JONAS, J.J. *Acta Metall.*, (32), 1984: 591.
- (14) LIU, W.J. y JONAS, J.J. *Metall. Trans.*, 19A, 1988: 1.043.
- (15) AKBEN, M.G., BACROIX, B. y JONAS, J.J. *Acta Metall.* (31), 1983: 161.
- (16) SRINIVASAN, N. y PRASAD, Y.V.R.K. *Metall. Trans.*, 25A, 1994: 2.275.
- (17) RADHAKISHNA BHAT, B.V., MAHJAN, Y.R., ROSHAN, H.Md. y PRASAD, Y.V.R.K. *Mater. Sci. Technol.* (11), 1995: 167.
- (18) RAJ, R. *Metall. Trans.*, 12A, 1981: 1.089.
- (19) SAKAI, T. y JONAS, J.J. *Acta Metall.* (32), 1984: 189.
- (20) AL OMAR, A., CABRERA, J.M. y PRADO, J.M. *Scr. Mater.*, (34), 8, 1996: 1.303.